

## PRODUCTION OF HOT ROLLED STEEL PLATE EXCELLENT IN STRETCH-FLANGE FORMABILITY

**Publication number:** JP8269538 (A)

**Publication date:** 1996-10-15

**Inventor(s):** ANAMI GORO; TOYODA TETSUO

**Applicant(s):** KOBE STEEL LTD

**Classification:**

- international: C21D8/02; C21D9/46; C22C38/00; C22C38/04; C22C38/28; C22C38/38; C22C38/58; C21D8/02; C21D9/46; C22C38/00; C22C38/04; C22C38/28; C22C38/38; C22C38/58; (IPC1-7): C21D8/02; C22C38/00; C22C38/04; C22C38/28

- European:

**Application number:** JP19950069240 19950328

**Priority number(s):** JP19950069240 19950328

**Also published as:**

□ JP3292619 (B2)

### Abstract of JP 8269538 (A)

**PURPOSE:** To produce a hot rolled steel plate having excellent stretch-flange formability by minimizing the amount of austenite remaining at the time of coiling, further forming still remaining austenite into a structure as harmless as possible, and inhibiting the segregation of P by coiling at a low temp.

**CONSTITUTION:** A steel, having a composition consisting of, by weight, 0.05-0.20% C, 0.50-2.00% Mn, <math>\leq 1.50\% \text{ Si}</math>, <math>\leq 0.10\% \text{ P}</math>, <math>\leq 0.005\% \text{ S}</math>, <math>\leq 2.00\% \text{ Cr}</math>, and the balance iron with inevitable impurities, is used. Rolling of this steel is finished at a temp. in the austenite region, and the resulting rolled plate is held for <math>\geq 5\text{sec}</math> at temps. between 650 deg.C and a temp. T deg.C at which pearlitic transformation stops, further cooled through the temp. region between the temp. T deg.C and 500 deg.C at <math>\geq 30 \text{ deg.C/sec}</math> average cooling rate, and coiled at 500-300 deg.C.; By this method, the hot rolled steel plate excellent in stretch flange formability can be produced.

Data supplied from the esp@cenet database — Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-269538

(43) 公開日 平成8年(1996)10月15日

(51) Int. Cl. <sup>6</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 8/02		9270-4K	C 2 1 D 8/02	A
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
38/04			38/04	
38/28			38/28	

審査請求 未請求 請求項の数7 O L (全 10 頁)

(21) 出願番号 特願平7-69240

(22) 出願日 平成7年(1995)3月28日

(71) 出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

(72) 発明者 阿南 吾郎

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神

戸製鋼所加古川製鉄所内

(72) 発明者 十代田 哲夫

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神

戸製鋼所加古川製鉄所内

(74) 代理人 弁理士 牧野 逸郎

(54) 【発明の名称】 伸びフランジ性にすぐれる熱延鋼板の製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【目的】 巻取時のオーステナイト残存量を可能な限り抑え、更に、それでも残存したオーステナイトを可能な限りに無害な組織とし、低温巻取りによって、Pの偏析を抑え、かくして、すぐれた伸びフランジ性を有する熱延鋼板。

【構成】 重量%にて、C: 0.05~0.20、Mn: 0.50~2.00を含有し、以下いずれも、Si: 1.50、P: 0.10、S: 0.005、Cr: 2.00以下を含み、残部鉄及び不可避免的不純物よりなる鋼をオーステナイト域で圧延を終了し650℃からパーライト変態が停止する温度T℃までの間で5秒以上保持し、更に、温度T℃から500℃の間を平均冷却速度30℃/秒以上にて冷却し、500~300℃で巻取る、伸びフランジ性にすぐれる熱延鋼板の製造方法。

## 【特許請求の範囲】

## 【請求項1】重量%にて

C 0.05~0.20%、  
Mn 0.50~2.00%、  
Si 1.50%以下、  
P 0.10%以下、  
S 0.005%以下、及び  
Cr 2.00%以下を含み、残部鉄及び不可避免の不純物よりなる鋼をオーステナイト域で圧延を終了し、650℃からパーライト変態が停止する温度T(℃)までの間で5秒以上保持し、更に、温度T(℃)から500℃の間を平均冷却速度30℃/秒以上にて冷却し、500~300℃の範囲の温度で巻取することを特徴とする伸びフランジ性にすぐれる熱延鋼板の製造方法。

## 【請求項2】重量%にて

(a) C 0.05~0.20%、  
Mn 0.50~2.00%、  
Si 1.50%以下、  
P 0.10%以下、  
S 0.005%以下、及び  
Cr 2.00%以下を含み、更に、  
(b) Ca 0.0020%以下、及び  
REM 0.0020%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、残部鉄及び不可避免の不純物よりなる鋼をオーステナイト域で圧延を終了し、650℃とパーライト変態が停止する温度T℃の間で5秒以上保持し、更に、T℃から500℃の間を平均冷却速度30℃/秒以上にて冷却し、500~300℃の範囲の温度で巻取することを特徴とする伸びフランジ性にすぐれる熱延鋼板の製造方法。

## 【請求項3】重量%にて

(a) C 0.05~0.20%、  
Mn 0.50~2.00%、  
Si 1.50%以下、  
P 0.10%以下、  
S 0.005%以下、及び  
Cr 2.00%以下を含み、更に、  
(b) Cu 1.0%以下、  
Ti 0.05%以下、及び  
Nb 0.05%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、残部鉄及び不可避免の不純物よりなる鋼をオーステナイト域で圧延を終了し、650℃とパーライト変態が停止する温度T℃の間で5秒以上保持し、更に、T℃から500℃の間を平均冷却速度30℃/秒以上にて冷却し、500~300℃の範囲の温度で巻取することを特徴とする伸びフランジ性にすぐれる熱延鋼板の製造方法。

## 【請求項4】重量%にて

(a) C 0.05~0.20%、  
Mn 0.50~2.00%、

Si 1.50%以下、  
P 0.10%以下、  
S 0.005%以下、及び  
Cr 2.00%以下を含み、更に、  
(b) Ca 0.0020%以下、及び  
REM 0.0020%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、

(c) Cu 1.0%以下、

Ti 0.05%以下、及び

10 Nb 0.05%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素とを含み、残部鉄及び不可避免の不純物よりなる鋼をオーステナイト域で圧延を終了し、650℃とパーライト変態が停止する温度T℃の間で5秒以上保持し、更に、T℃から500℃の間を平均冷却速度30℃/秒以上にて冷却し、500~300℃の範囲の温度で巻取することを特徴とする伸びフランジ性にすぐれる熱延鋼板の製造方法。

## 【請求項5】重量%にて

(a) C 0.05~0.20%、  
20 Mn 0.50~2.00%、  
Si 1.50%以下、  
P 0.10%以下、  
S 0.005%以下、及び  
Cr 2.00%以下を含み、更に、  
(b) Ni 1.0%以下、  
V 0.2%以下、  
Zr 0.1%以下、  
Mo 1.0%以下、及び  
B 20ppm以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、残部鉄及び不可避免の不純物よりなる鋼をオーステナイト域で圧延を終了し、650℃とパーライト変態が停止する温度T℃の間で5秒以上保持し、更に、T℃から500℃の間を平均冷却速度30℃/秒以上にて冷却し、500~300℃の範囲の温度で巻取することを特徴とする伸びフランジ性にすぐれる熱延鋼板の製造方法。

## 【請求項6】重量%にて

(a) C 0.05~0.20%、  
Mn 0.50~2.00%、  
40 Si 1.50%以下、  
P 0.10%以下、  
S 0.005%以下、及び  
Cr 2.00%以下を含み、更に、  
(b) Ni 1.0%以下、  
V 0.2%以下、  
Zr 0.1%以下、  
Mo 1.0%以下、及び  
B 20ppm以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、  
50 (c) Ca 0.0020%以下、及び

REM 0.0020%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素とを含み、残部鉄及び不可避の不純物よりなる鋼をオーステナイト域で圧延を終了し、650℃とパーライト変態が停止する温度T℃の間で5秒以上保持し、更に、T℃から500℃の間を平均冷却速度30℃/秒以上にて冷却し、500～300℃の範囲の温度で巻取することを特徴とする伸びフランジ性にすぐれる熱延鋼板の製造方法。

【請求項7】重量%にて

(a) C 0.05～0.20%、  
Mn 0.50～2.00%、  
Si 1.50%以下、  
P 0.10%以下、  
S 0.005%以下、及び  
Cr 2.00%以下を含み、更に、

(b) Ni 1.0%以下、  
V 0.2%以下、  
Zr 0.1%以下、

Mo 1.0%以下、及び

B 20ppm以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、

(c) Ca 0.0020%以下、及び

REM 0.0020%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素と、

(d) Cu 1.0%以下、  
Ti 0.05%以下、及び

Nb 0.05%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素とを含み、残部鉄及び不可避の不純物よりなる鋼をオーステナイト域で圧延を終了し、650℃とパーライト変態が停止する温度T℃の間で5秒以上保持し、更に、T℃から500℃の間を平均冷却速度30℃/秒以上にて冷却し、500～300℃の範囲の温度で巻取することを特徴とする伸びフランジ性にすぐれる熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、複雑なプレス加工部品の製造のための原板として好適に用いることができる伸びフランジ性にすぐれる熱延鋼板に関する。

【0002】

【従来の技術】熱延鋼板の伸びフランジ性を確保するためには、介在物や硬質層の生成を制御し、打ち抜き断面の亀裂やボイドの発生を抑える必要がある。例えば、500℃以上の温度での巻取りは、P等の粒界偏析のために脆化が進行し、鋼板の打抜き断面に亀裂やボイドを誘発し、一方、未変態のオーステナイトを残存させて、500℃以下の温度で巻取れば、マルテンサイト等の硬質相の生成を免れない。従って、伸びフランジ性にすぐれる熱延鋼板を安定して得るためには、巻取までの冷却で変態をはば完了させると共に、500℃以下で巻取るこ

とが必要である。

【0003】しかし、通常の熱延設備では、仕上温度の維持や生産性の観点から、圧延から巻取までの間に十分な冷却時間をとることができないので、実作業上は、巻取までに変態を完了させることが困難である。特に、高強度熱延鋼板では、Cr等のフェライト変態やパーライト変態を強力に抑制する合金元素も添加されているので、巻取の後までオーステナイトが残存しやすい。そこで、従来、巻取時に多少のオーステナイトが残存していても、伸びフランジ性にすぐれる鋼板を製造し得る方法が強く要望されている。

【0004】このような状況において、特開平4-246127号公報には、疲労特性にすぐれる加工用熱延鋼板の製造方法が示されているが、この方法によれば、熱間圧延の後、760℃から600℃までを冷却速度30℃/秒以上で冷却するので、合金元素の添加量の多い高強度熱延鋼板の場合には、この冷却時にパーライトが十分に析出せず、巻取まで多量のオーステナイトが残存し、そこで、この残存オーステナイトが巻取後に変態し、巻取温度が低いほど硬質化する。この硬質相は、プレス加工時にボイドの起点になりやすいので、鋼板の伸びフランジ加工性を劣化させることとなり、好ましくない。

【0005】巻取を高い温度で行なえば、巻取後に変態しても、残存オーステナイトは変態後に著しく硬質化しないが、問題がある。例えば、特開平4-88125号公報には、伸びフランジ性にすぐれた自動車足回り用高強度熱延鋼板の製造方法が記載されており、この方法によれば、巻取温度が500℃以上であって、P等の粒界偏析が進行しやすい600℃から500℃を徐冷するので、プレス前の打抜き加工断面に亀裂が生じやすく、この亀裂から割れが生じ、伸びフランジ性が劣化する。巻取後に徐冷するのは、鋼帯が円筒形のコイルになるためである。

【0006】また、特開平4-276024号公報にも、伸びフランジ性にすぐれた高強度熱延鋼板の製造が記載されているが、残留オーステナイトを含んだ鋼板を前提としている。しかし、残留オーステナイトは、不安定であるので、安定した材質の鋼板を得るためには、室温に冷却する過程で完全に変態させることが好ましい。以上のように、巻取時にオーステナイトが残存する場合、低温で巻取れば、残存オーステナイトが変態後、硬質化し、他方、高温で巻取れば、P等の偏析による脆化が生じることから、従来、伸びフランジ性にすぐれる高強度熱延鋼板の製造は困難であった。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、従来の高強度熱延鋼板の製造における上述したような問題を解決するためになされたものであって、巻取時のオーステナイト残存量を可能な限り抑え、更に、それでも残存したオ

10

20

30

40

50

ーステナイトを可能な限りに無害な組織とし、低温巻取りによって、Pの偏析を抑え、かくして、すぐれた伸びフランジ性を有する熱延鋼板を製造する方法を提供することを目的とする。特に、本発明によれば、伸びフランジ性の指標として、引張強さ(TS)と $\lambda$ との積(TS $\times\lambda$ )をとれば、これが5500以上、好ましくは、5700以上である熱延鋼板を製造する方法を提供することを目的とする。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明による伸びフランジ性にすぐれる熱延鋼板の製造方法は、重量%にてC 0.05~0.20%、Mn 0.50~2.00%、Si 1.50%以下、P 0.10%以下、S 0.005%以下、及びCr 2.00%以下、を含み、残部鉄及び不可避免的な不純物よりなる鋼をオーステナイト域で圧延を終了し、650℃とパーライト変態が停止する温度T℃の間で5秒以上保持し、更に、T℃から500℃の間を平均冷却速度30℃/秒以上にて冷却し、500~300℃の範囲の温度で巻取ることとを特徴とする。

【0009】先ず、本発明の方法の基礎となった実験事実について説明する。C0.1%、Mn1.0%、Si0.5%及びCr0.5%なる成分を有する鋼を図1に示すように、950℃(オーステナイト域)で5分間加熱し、700℃で1分間恒温保持し、更に、680~490℃の範囲の温度で10秒間保持し、この後、水焼入れした。700℃での恒温保持は、フェライトを十分に析出させるためのものであって、熱延実機設備にて圧延した場合、圧延の圧下率が非常に高く、フェライトの析出が速いので、圧延後、急冷した場合でも、フェライトがほぼ平衡まで析出する点を考慮したものである。

【0010】680℃から490℃での恒温保持は、パーライトを析出させるためのものである。図2にこの保持温度がパーライト変態率に及ぼす結果を示す。パーライトは、650℃から580℃の間でのみ、析出している。但し、図2では、5%未満のパーライトは0%として取り扱っている。上記実験鋼は、580℃以下では、パーライト変態が進行しないので、650℃から580℃までを徐冷しなければ、巻取後までオーステナイトが大量に残存する。このオーステナイトは、巻取後に硬質相となるため、図3に示すように、650℃から580℃までの保持時間が短い程、限界穴抜け率 $\lambda$ 値が低い。ここに、 $\lambda$ 値とは、直径10mmの穴を打ち抜いた鋼板を60℃の円錐ポンチで押し上げ、亀裂が生じた際の穴径の拡張率をいう。

【0011】また、残存オーステナイトが少ない場合でも、580℃から500℃を徐冷すると、伸びフランジ性が劣化する。即ち、図4に残存オーステナイト量13%(650℃から580℃までの保持時間2秒)と5%(同8秒)の同じ鋼を種々の冷却速度で冷却した際の伸びフランジ性を示す。いずれの場合でも、580℃から

500℃を徐冷すると、 $\lambda$ 値が劣化する。この理由は明確ではないが、580℃から500℃の間に、残存オーステナイトから伸びフランジ性に有害な組織が析出するためであると考えられる。

【0012】580℃から500℃までを急冷した場合、残存したオーステナイトはベイナイトに変態したが、徐冷した場合は、フェライトとマルテンサイトとが混在した異常組織が実際にみられる。但し、500~550℃を急冷した場合でも、残存オーステナイトが13%のものは、5%のものよりも $\lambda$ 値が著しく低い。

【0013】以上から明らかなように、上記実験鋼を用いて伸びフランジ性にすぐれる熱延鋼板を得るためには、パーライトの析出する650℃から580℃の間を徐冷し、フェライト変態後に残存するオーステナイトをできる限りにパーライトとし、且つ、580℃から500℃を急冷して、異常組織の発生を抑え、500℃以下の温度で巻き取ればよいことが理解される。このように、巻取温度を500℃以下とすれば、P等の偏析による打ち抜き断面の亀裂発生も少ない。

【0014】次に、上記実験鋼以外についても研究した。図5にパーライト変態が停止する温度T(℃)に及ぼすCr量の影響を示すように、Cr量が多くなるほど、パーライト変態が進行する下限温度が上昇する。このことは、Crが多くなるにつれて、セメンタイトの析出が抑制されるためであるとみられる。パーライトは、オーステナイトがフェライトとセメンタイトとに分離したもので、この際にCrの分配がフェライトとセメンタイトの間で起こるので、パーライト析出が抑制される。パーライト析出の上限温度は、Cr量によらず、殆ど変化しないので、650℃からパーライト析出の下限温度まで徐冷することが重要である。パーライト変態は、Cr以外の置換型合金元素によっても抑制されるので、他の合金元素でも同様のことが生じる。

【0015】従来、合金元素の相違によるパーライト変態の停止温度の変化は考慮されたことがなく、合金元素が異なる場合、十分にパーライト変態を進行させる条件を見出すことができなかった。本発明によれば、この温度を成分系毎に測定することによって、合金元素の異なる場合に適応することが可能となる。本発明は、以上の知見に基づいて完成されたものである。

【0016】次に、本発明において、鋼の化学成分について説明する。Cは、鋼板の強度を確保するために必要な元素であって、少なくとも0.05%の添加が必要であり、0.10%以上の添加が好ましい。しかし、添加量が0.20%を越えるときは、巻取時の残存オーステナイトの量を低減することが困難となり、伸びフランジ性が劣化する。好ましくは、添加量は、0.15%以下の範囲とする。

【0017】Mnも、Cと同様の理由によって、添加量を0.50~2.00%の範囲とし、好ましくは、0.80~

1.50%の範囲である。Siは、その添加量が1.50%を越えるときは、巻取時の残存オーステナイト量を低減することが困難となり、伸びフランジ性が劣化する。しかし、0.01%よりも少なくしても、徒に製造コストの上昇を招くのみならず、材質上の改善も特に期待できないので、添加量は、0.01%以上とする。

【0018】Pは、これを多量に添加するときは、脆化による割れが生じるので、0.10%以下とする。しかし、0.01%よりも少なくしても、徒に製造コストの上昇を招くのみならず、材質上の改善も特に期待できないので、添加量は、0.01%以上とする。Sは、MnS等の介在物を生成して、伸びフランジ性を劣化させるので、0.005%以下とし、好ましくは、0.002%以下とする。

【0019】Crは、鋼板の強度の向上に有効であり、この効果を有効に得るには、少なくとも0.20%の添加を必要とする。しかし、過多に添加すれば、巻取時の残存オーステナイト量を低減することが困難となり、伸びフランジ性を劣化させるので、添加量は2.00%以下とする。

【0020】本発明によれば、上記元素に加えて、Cu 1.0%以下、Ti 0.05%以下、及びNb 0.05%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を添加することができる。

【0021】Cuは、析出強化によってフェライト強度を向上させるので、鋼板の高強度化や疲労強度の向上を目的として添加される。しかし、多量の添加は、熱間脆性を防止するために、同時に高価なNiを多量に添加しなければならず、鋼板の製造コストを高めるので、添加量は1.0%以下とする。本発明によれば、添加量が1.0%以下の場合であっても、少なくともCuの半分程度のNiを表面疵防止のために添加することが好ましい。

【0022】Ti及びNbは、Crと同様に鋼板の高強度化に有用である。しかし、過多に添加するときは、降伏比が高くなり、プレス加工時の形状凍結性が悪くなるので、高強度化のために添加する場合も、いずれの元素についても、その上限を0.05%とする。

【0023】更に、本発明によれば、伸びフランジ性に有害なMnSの析出を抑えるために鋼に、Ca 0.0020%以下、及びREM 0.0020%以下よりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を添加することができる。しかし、これらの元素も過多に添加すれば、鋼板の製造コストを高めるのみならず、上記効果が飽和するので、いずれの元素についても、その添加量は0.0020%以下とする。

【0024】本発明によれば、上記以外にも、必要に応じて、次のような合金元素を添加することができる。特に、Cuを添加した鋼では、前述したように、表面割れ等を防止するために、Niを添加することが好ましい。但し、その添加量は、1.0%以下の範囲であり、これ以

上の添加は、製造費用を徒に高めるので、好ましくない。

【0025】V及びZrは、鋼板の強度の向上に有効であるが、過多に添加しても、効果が飽和するので、上限は、Vについては、0.2重量%、Zrについては、0.1%とする。Moも、Vと同じく、鋼板の強度の向上に有効であるが、過多に添加しても、効果が飽和するので、上限を1.0%とする。Bは、耐縦割れ性や強度の向上に有用であり、過多に添加するときは、脆くするので、添加量は、20ppmを上限とする。

【0026】本発明によれば、上述したような化学成分を有する鋼をオーステナイト域で圧延を終了し、650℃とパーライト変態が停止する温度T℃の間で5秒以上保持し、更に、T℃から500℃の間を平均冷却速度30℃/秒以上に於て冷却し、500～300℃の範囲の温度で巻取ることによって、伸びフランジ性にすぐれる熱延鋼板を得ることができる。

【0027】オーステナイト・フェライト域で圧延を行なうときは、得られる鋼板が熱間強度において不安定になり、製品の板厚精度が著しく劣化するので、本発明によれば、圧延終了温度をオーステナイト域とする必要がある。

【0028】本発明において、パーライト析出停止温度T(℃)は、フェライトを共析温度付近において十分に析出させ、これを共析温度から500℃の範囲の温度で10秒間保持したとき、パーライトの析出量が5%未満である最高温度をいうものとする。高強度熱延鋼板において、伸びフランジ性にすぐれる熱延鋼板を得るためには、フェライト変態後の残存オーステナイトをできる限りにパーライト変態させ、更に、550℃から500℃の範囲における残存オーステナイトから有害組織が生じると考えられる温度域を急冷し、500℃以下の温度で巻取の必要がある。パーライト変態が進行を停止する温度T(℃)は、鋼の成分により変動するので、この温度は、実測又は予測する必要がある。この予測には回帰式、理論式いずれを用いてもよい。

【0029】パーライト変態の進行の停止がみられない鋼については、本発明の方法は適用できない。また、通常の熱延後の冷却において、パーライトが析出しない鋼にも、本発明の方法は適用できない。

【0030】次に、本発明に従って、図3に示すように、パーライトの析出する温度域で5秒程度保持すれば、λ値が良好であるので、650℃から温度T(℃)の間を5秒以上保持する。しかし、高強度熱延鋼板では、合金元素の添加量が多いので、好ましくは、7秒以上保持する。

【0031】650℃からT(℃)までを5秒以上保持し、オーステナイトの残存が少ない鋼でも、図4に示すように、580℃～500℃の範囲の温度で徐冷すると、伸びフランジ性が劣化するので、本発明によれば、

この温度範囲を平均冷却速度 $30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上にて冷却する。特に、平均冷却速度 $40^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上で冷却することか好ましい。

【0032】本発明によれば、巻取後、徐冷となるので、温度 $T(^{\circ}\text{C})$ から $500^{\circ}\text{C}$ を徐冷するおそれがあることと、P等の偏析による脆化を避けるために、巻取温度を $500^{\circ}\text{C}$ 以下とする。脆化は、前述したように伸びフランジ性を劣化させる。また、 $300^{\circ}\text{C}$ 以下で巻取るときは、残存したオーステナイトがマルテンサイトと呼ばれる極めて硬質な相になるので、伸びフランジ性を劣化させる。好ましくは、巻取温度は $400\sim 500^{\circ}\text{C}$ の範囲の温度である。

【0033】

【実施例】以下に実施例を挙げて本発明を説明するが、本発明はこれら実施例により何ら限定されるものではない。表1から表3に実施例を示す。表1から表3において、 $T$ はパーライト変態の停止温度( $^{\circ}\text{C}$ )、 $t$ は $650^{\circ}\text{C}$ から温度 $T(^{\circ}\text{C})$ までの保持時間、相は圧延終了時の鋼の相、 $TS$ は引張強度を示す。また、冷却速度は、巻取温度が $500^{\circ}\text{C}$ 以上であるのとき、温度 $T(^{\circ}\text{C})$ から

巻取温度までの平均冷却速度を示し、巻取温度が $500^{\circ}\text{C}$ 以下であるとき、温度 $T(^{\circ}\text{C})$ から $500^{\circ}\text{C}$ までの平均冷却速度を示す。また、一般に、 $\lambda$ は、鋼板の強度が高い程、低下するので、引張強さ( $TS$ )と $\lambda$ との積も併せて示す。

【0034】比較鋼のうち、 $A13$ は、圧延終了時の組織が2相域であるので、 $\lambda$ 値が低い。また、巻取温度が $400^{\circ}\text{C}$ 以下である $A14$ や、巻取温度が $500^{\circ}\text{C}$ 以上である $A16$ や $A17$ も、 $\lambda$ 値が低い。

【0035】また、一般に、合金元素量が高くなると、温度 $T(^{\circ}\text{C})$ が上昇する傾向にあり、 $650^{\circ}\text{C}$ から温度 $T(^{\circ}\text{C})$ までの範囲で保持時間を長くすることか困難となる。従って、本発明においては、このような観点からは、 $Cr$ 量は、 $1.3\%$ 以下が好ましい。 $Ti$ 及び $Nb$ は、鋼板の強度を高めるうえで有効であるが、多量に添加することは好ましくない。

【0036】

【表1】

【0037】

【表2】

鋼種	化 学 成 分 (質量%)							加熱温度 (°C)	時 間 (秒)	冷却速度 (°C)	加熱温度 (°C)	相	引張強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )	λ	TS×λ	備 考
	C	Mn	Si	P	S	Cr	その他									
A1	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	2	50	450	γ	57	75	4275	比較鋼
A2	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	4	50	450	γ	56	95	5320	比較鋼
A3	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	6	50	450	γ	55	135	7425	免明鋼
A4	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	8	50	450	γ	55	135	7425	免明鋼
A5	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	2	10	450	γ	55	75	4125	比較鋼
A6	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	2	20	450	γ	56	95	5320	比較鋼
A7	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	2	40	450	γ	57	100	5700	比較鋼
A8	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	2	60	450	γ	59	95	5605	比較鋼
A9	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	8	10	450	γ	56	80	4480	比較鋼
A10	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	8	20	450	γ	55	100	5500	比較鋼
A11	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	8	40	450	γ	55	130	7150	免明鋼
A12	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	8	60	450	γ	58	130	7540	免明鋼
A13	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	8	50	450	α+γ	54	100	5400	比較鋼
A14	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	8	50	280	γ	58	90	4950	比較鋼
A15	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	8	50	480	γ	54	140	7550	免明鋼
A16	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	8	50	520	γ	54	100	5400	比較鋼



試 験 種	化 学 成 分 (重量%)							加熱温度 (°C)	時 間 (秒)	冷却温度 (°C)	巻取温度 (°C)	相	引張強度 (kgf/cm <sup>2</sup> )	λ	TS×λ	備 考
	C	Mn	Si	P	S	Cr	その他									
A 17	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	8	50	550	γ	54	95	5130	比較鋼
A 18	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.9	—	595	8	50	450	γ	55	135	7425	炭素鋼
A 19	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	1.3	—	610	8	50	450	γ	64	115	7314	炭素鋼
A 20	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	1.7	—	630	8	50	450	γ	65	110	7150	炭素鋼
A 21	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	2.1	—	645	8	50	450	γ	71	80	5680	比較鋼
A 22	0.05	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	8	50	450	γ	50	186	9291	炭素鋼
A 23	0.15	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	8	50	450	γ	58	110	6388	炭素鋼
A 24	0.20	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	8	50	450	γ	62	85	5279	比較鋼
A 25	0.25	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	580	8	50	450	γ	66	35	2315	比較鋼
A 26	0.10	0.5	0.5	0.02	0.005	0.5	—	575	8	50	450	γ	50	150	7425	炭素鋼
A 27	0.10	1.5	0.5	0.02	0.005	0.5	—	585	8	50	450	γ	59	130	7605	炭素鋼
A 28	0.10	2.0	0.5	0.02	0.005	0.5	—	590	8	50	450	γ	63	95	5985	比較鋼
A 29	0.10	2.5	0.5	0.02	0.005	0.5	—	595	8	50	450	γ	68	75	5063	比較鋼
A 30	0.10	1.0	0.9	0.02	0.005	0.5	—	590	8	50	450	γ	58	130	7488	炭素鋼
A 31	0.10	1.0	1.5	0.02	0.005	0.5	—	610	8	50	450	γ	63	115	7245	炭素鋼
A 32	0.10	1.0	2.0	0.02	0.005	0.5	—	625	8	50	450	γ	68	85	5738	炭素鋼

編 号	化 学 成 分 (重量%)							加熱温度 (°C)	時 間 (秒)	冷却速度 (°C)	巻取温度 (°C)	相	引張強度 (kgf/cm <sup>2</sup> )	λ	TS×λ	備 考
	C	Mn	Si	P	S	Cr	その他									
A 33	0.10	1.0	0.5	0.06	0.005	0.5	—	590	8	50	450	γ	54	120	6480	発明例
A 34	0.10	1.0	0.5	0.14	0.005	0.5	—	620	8	50	450	γ	55	80	4400	比較例
A 35	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	Cu: 1.0	580	8	50	450	γ	63	125	7875	発明例
A 36	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	Ca: 0.002	580	8	50	450	γ	54	150	8100	発明例
A 37	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	Ti: 0.05	605	8	50	450	γ	60	130	7800	発明例
A 38	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	Nb: 0.05	605	8	50	450	γ	70	110	7700	発明例
A 39	0.10	1.0	0.5	0.02	0.005	0.5	Cu: 1.0; Ca: 0.002; Ti: 0.05; Nb: 0.05	630	8	50	450	γ	85	85	7225	発明例
A 40	0.10	1.0	0.5	0.06	0.005	0.5	Ni: 0.5	590	8	50	450	γ	55	110	6050	発明例
A 41	0.10	1.0	0.5	0.06	0.005	0.5	V: 0.2	590	8	50	450	γ	58	100	5800	発明例
A 42	0.10	1.0	0.5	0.06	0.005	0.5	Mo: 0.2	590	8	50	450	γ	58	105	6090	発明例
A 43	0.10	1.0	0.5	0.06	0.005	0.5	B: 0.0012	590	8	50	450	γ	58	110	6160	発明例
A 44	0.10	1.0	0.5	0.06	0.005	0.5	Ce: 0.0015	590	8	50	450	γ	54	125	6750	発明例
A 45	0.10	1.0	0.5	0.06	0.005	0.5	Zr: 0.05	590	8	50	450	γ	57	100	5700	発明例

## 【0039】

【発明の効果】以上のように、本発明の方法によれば、合金元素の添加量を最適に設計し、650℃からパーライト変態が停止する温度T(℃)までの間で5秒以上保持し、更に、温度T(℃)から500℃の間を平均冷却速度30℃/秒以上にて冷却し、500～300℃の範囲の温度で巻取ることによって、巻取時のオーステナイト残存量を可能な限り抑え、更に、それでも残存したオーステナイトを可能な限り無害な組織とし、低温巻取りによって、Pの偏析を抑え、かくして、すぐれた伸びフランジ性を有する熱延鋼板を得ることができる。本発明によれば、このようにして、伸びフランジ性の指標として、引張強さ(TS)とλとの積(TS×λ)をとれば、これが5500以上、好ましい態様によれば、5700以上である熱延鋼板を得ることができる。

【0040】このような熱延鋼板によれば、プレス原板の薄肉化が可能となり、例えば、自動車の車体重量の軽量化等に寄与することができる。

## 【図面の簡単な説明】

【図1】は、実験鋼の実験に用いた熱処理を示す温度-時間のグラフである。

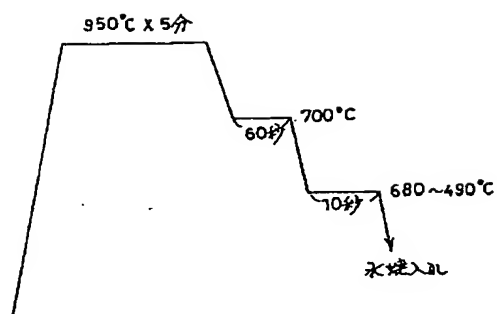
【図2】は、680℃から490℃の間での保持温度がパーライト変態率に及ぼす影響を示すグラフである。

【図3】は、650℃から580℃までの間の温度での保持時間が限界穴抜け率λ値に及ぼす影響を示すグラフである。

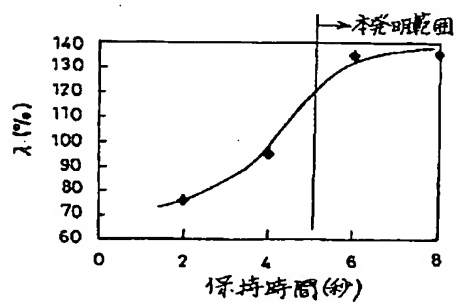
【図4】は、580℃から50℃までの冷却速度がλ値に及ぼす影響を示すグラフである。

【図5】は、Cr量とパーライト変態が停止する温度T(℃)との関係を示すグラフである。

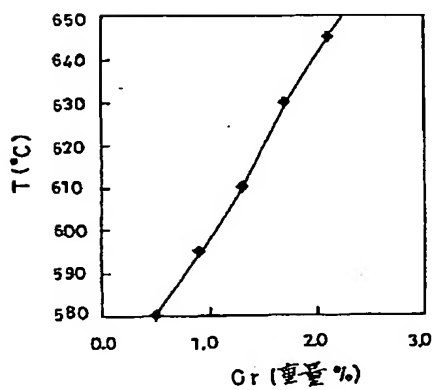
【図1】



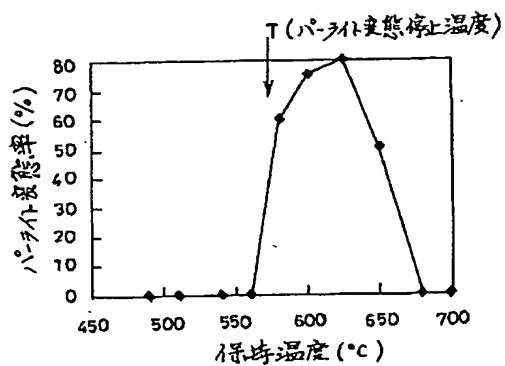
【図3】



【図5】



【図2】



【図4】

